

PAT-NO: JP410297956A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 10297956 A
TITLE: MATERIAL HAVING EVAPORATED POLYCRYSTALLINE
MAGNESIUM
OXIDE LAYER AND ITS PRODUCTION
PUBN-DATE: November 10, 1998

INVENTOR-INFORMATION:
NAME
UEDA, HISAO
MATSUKI, RYUICHI

ASSIGNEE-INFORMATION:
NAME COUNTRY
MITSUBISHI MATERIALS CORP N/A

APPL-NO: JP09110834
APPL-DATE: April 28, 1997

INT-CL (IPC): C04B035/04, C01F005/02 , C23C014/30

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To enable the formation of an MgO film having nearly uniform thickness and excellent electrical properties and crystallinity with little generation of splash even by using an electron beam evaporation system.

SOLUTION: The polycrystalline MgO evaporation material is a sintered polycrystalline MgO pellet having an MgO purity of $\geq 99.0\%$ and a relative density of $\geq 90\%$. The average crystal particle diameter of the sintered polycrystalline MgO pellet is 1-200 μm . The impurity contents (in terms of element) of the sintered polycrystalline MgO pellet are ≤ 200 ppm each for

Al, Si, Ca and Fe, ≤ 30 ppm each for Na and K and ≤ 10 ppm each
for Cr and
V.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-297956

(43) 公開日 平成10年(1998)11月10日

(51) Int.Cl.⁶

識別記号

F I

C 0 4 B 35/04

C 0 4 B 35/04

Z

C 0 1 F 5/02

C 0 1 F 5/02

C 2 3 C 14/30

C 2 3 C 14/30

A

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号

特願平9-110834

(22) 出願日

平成9年(1997)4月28日

(71) 出願人 000006264

三菱マテリアル株式会社

東京都千代田区大手町1丁目5番1号

(72) 発明者 上田 尚郎

埼玉県大宮市北袋町1丁目297番地 三菱

マテリアル株式会社総合研究所内

(72) 発明者 松木 竜一

埼玉県大宮市北袋町1丁目297番地 三菱

マテリアル株式会社総合研究所内

(74) 代理人 弁理士 須田 正義

(54) 【発明の名称】 多結晶MgO蒸着材及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】電子ビーム蒸着法にて蒸着しても、スプラッシュが殆ど発生せずかつ成膜されるMgO膜の厚さを略均一に形成できる。また電子ビーム蒸着法により成膜されたMgO膜を電気的特性や結晶性に優れた膜に形成できる。

【解決手段】本発明の多結晶MgO蒸着材はMgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットからなる。また多結晶MgOの焼結体ペレットの平均結晶粒径は1~200 μ mである。更に多結晶MgOの焼結体ペレット中に含まれる、Al, Si, Ca及びFeの不純物がそれぞれ元素濃度で200ppm以下であり、Na及びKの不純物がそれぞれ元素濃度で30ppm以下であり、Cr及びVの不純物がそれぞれ元素濃度で10ppm以下である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 MgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットからなる多結晶MgO蒸着材。

【請求項2】 多結晶MgOの焼結体ペレットの平均結晶粒径が1~200 μ mである請求項1記載の多結晶MgO蒸着材。

【請求項3】 多結晶MgOの焼結体ペレット中に含まれる、Al、Si、Ca及びFeの不純物がそれぞれ元素濃度で200ppm以下であり、Na及びKの不純物がそれぞれ元素濃度で30ppm以下であり、Cr及びVの不純物がそれぞれ元素濃度で10ppm以下である請求項1又は2記載の多結晶MgO蒸着材。

【請求項4】 純度が99.0%以上で平均粒径が0.1~5.0 μ mのMgO粉末を所定の形状に成形した後に、所定の温度で焼結することを特徴とする多結晶MgO蒸着材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、AC型のプラズマディスプレイパネルのMgO膜の成膜に適した多結晶MgO蒸着材及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、液晶(Liquid Crystal Display: LCD)をはじめとして、各種の平面ディスプレイの研究開発と実用化はめざましく、その生産も急増している。カラープラズマディスプレイパネル(PDP)についても、その開発と実用化の動きが最近活発になっている。PDPは大型化し易く、ハイビジョン用の大画面壁掛けテレビの最短距離にあり、既に対角40インチクラスのPDPの試作が進められている。PDPは、電極構造の点で金属電極がガラス誘電体材料で覆われるAC型と、放電空間に金属電極が露出しているDC型とに分類される。

【0003】このAC型PDPの開発の当初は、ガラス誘電体層が放電空間に露出していたため、直接放電にさらされ、イオン衝撃のスパッタリングにより誘電体層の表面が変化して放電開始電圧が上昇していた。そのため、高い昇華熱を持つ種々の酸化物をこの誘電体層の保護膜とする試みがなされた。この保護膜は直接放電用のガスと接しているために重要な役割を担っている。即ち、保護膜に求められる特性は、①低い放電電圧、②放電時の耐スパッタリング性、③速い放電の応答性、及び④絶縁性である。これらの条件を満たす材料として、MgOが保護膜に用いられる。このMgOからなる保護膜は、誘電体層の表面を放電時のスパッタリングから守り、PDPの長寿命化に重要な働きをしている。

【0004】現在、AC型PDPの上記保護膜として、単結晶MgOの破砕品を蒸着材とする電子ビーム蒸着法により成膜されたMgO膜が知られている。この電子ビ

ーム蒸着法によるMgO膜は1000オングストローム/分以上の高速で成膜することができる。また成膜されたMgO膜の結晶方位は(111)面に配向した膜が最も低い維持電圧で駆動でき、更に膜中に存在する(111)面の量が増えるほど、二次電子の放出比は増大し、駆動電圧も減少すると言われている。なお上記単結晶MgOの破砕品は純度が98%以上のMgOクリンカや軽焼MgO(1000℃以下で焼結されたMgO)を電弧炉(アーク炉)で溶融することにより、即ち電融によりインゴットとした後、このインゴットから単結晶部を取出して破砕することにより製造される。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし、上記従来の単結晶MgOの破砕品を蒸着材として用いた電子ビーム蒸着法では、蒸着材に局所的に高エネルギーを与えるため、蒸着材の飛散(スプラッシュ)が発生し、蒸着効率が低下する不具合があった。このスプラッシュの発生防止には蒸着材の大型化が有効であると考えられているが、単結晶MgOの破砕品では現行の粒径1~5mmより大きな粒子を、歩留り良く安定して確保することが困難であった。また上記従来の単結晶MgOの破砕品を蒸着材として用いた電子ビーム蒸着法では、大面積のガラス誘電体層に対してMgO膜を均一に成膜することが難しく、膜厚分布に問題があった。この結果、MgO膜を成膜したガラス誘電体層をPDPに組込んだ場合に、電気的特性、例えば放電開始電圧や駆動電圧が、高くなったり或いは変化したりする問題点があった。

【0006】一方、MgOクリンカや軽焼MgOは、海水から得られるMgCl₂を原料としていることが多く、このMgCl₂には比較的多くのCa、Si、Fe等の不純物が含まれるため、これらの不純物が単結晶MgO中に残留する。また単結晶MgOの製造過程におけるインゴットでは、このインゴットの中心から表面部に向って連続的に不純物量が増加しており、このため単結晶部の採取方法によって製品の純度が極めて容易に変動してしまい、単結晶MgOの純度の安定性や信頼性が欠く問題点があった。

【0007】これらの点を解消するために単結晶MgOに代えて多結晶MgOを用いる方法も考えられる。しかし種々の焼結助剤の添加により緻密化した高密度の多結晶MgOでは、組織的に結晶粒界に欠陥が存在する問題点があり、また純度を高くすると、密度が低くなる問題点があった。この結果、これらの多結晶MgO蒸着材を用いて電子ビーム蒸着法にてガラス誘電体層にMgO膜を成膜すると、結晶方位の(111)面への配向量が減少し、このガラス誘電体層をPDPに組込んだときの電気的特性が低下するため、多結晶MgOを蒸着材として使用できなかった。

【0008】本発明の目的は、電子ビーム蒸着法にて蒸着しても、スプラッシュを発生させずに高速でかつ均一

に成膜できる多結晶MgO蒸着材及びその製造方法を提供することにある。本発明の別の目的は、成膜されたMgO膜の電気的特性、結晶性及び光透過性を向上できる多結晶MgO蒸着材及びその製造方法を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】請求項1に係る発明は、MgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットからなる多結晶MgO蒸着材である。この請求項1に記載された多結晶MgO蒸着材では、高純度かつ高密度の多結晶MgO蒸着材を用いてAC型PDP等のMgO膜を成膜すると、スプラッシュが極めて少なく高速で成膜できる。また膜厚分布を向上できるので、略均一な膜厚を有するMgO膜を得ることができる。

【0010】請求項2に係る発明は、請求項1に係る発明であって、更に、多結晶MgOの焼結体ペレットの平均結晶粒径が1~200 μ mであることを特徴とする。この請求項2に記載された多結晶MgO蒸着材では、多結晶MgOの焼結体ペレットが比較的微細な結晶構造を有するため、成膜されたMgO膜が結晶性及び光透過性に優れた膜となる。

【0011】請求項3に係る発明は、請求項1又は2に係る発明であって、更に多結晶MgOの焼結体ペレット中に含まれる、Al、Si、Ca及びFeの不純物がそれぞれ元素濃度で200ppm以下であり、Na及びKの不純物がそれぞれ元素濃度で30ppm以下であり、Cr及びVの不純物がそれぞれ元素濃度で10ppm以下であることを特徴とする。この請求項3に記載された多結晶MgO蒸着材では、成膜されたMgO膜に含まれる不純物が極めて少なくなるので、この膜は電気的特性、結晶性及び光透過性に優れた膜となる。

【0012】請求項4に係る発明は、純度が99.0%以上で平均粒径が0.1~5.0 μ mのMgO粉末を所定の形状に成形した後に、所定の温度で焼結することを特徴とする多結晶MgO蒸着材の製造方法である。この請求項4に記載された方法で多結晶MgO蒸着材を製造すると、請求項1に記載されたMgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットからなる多結晶MgO蒸着材を得ることができる。

【0013】請求項4に係る成形体の製造方法としては、一軸加圧成形、CIP成形、射出成形、押出し成形、転動造粒成形があるが、特に造粒した粉末を300~3000kg/cm²の圧力で一軸加圧成形するか或いは造粒した粉末を300~3000kg/cm²の圧力でCIP成形することが好ましく、また成形体を大気、不活性ガス、真空又は還元ガス雰囲気中にて1350℃以上の温度で焼結することが好ましい。これらに用いる造粒粉末の製造にはスプレードライヤ等を用いて造

粒処理をすることが好ましい。

【0014】

【発明の実施の形態】次に本発明の実施の形態を詳しく説明する。本発明の多結晶MgO蒸着材はMgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットからなる。MgO純度は好ましくは99.5%以上であり、相対密度は好ましくは95%以上である。またこの焼結体ペレットの平均結晶粒径は1~200 μ mであり、好ましくは3~100 μ mである。ここで、焼結体ペレットの平均結晶粒径を1~200 μ mと限定したのは、焼結体ペレットの密度むらがなく、高密度の焼結体ペレットが得られるためである。

【0015】多結晶MgOの焼結体ペレットに含まれる不純物(Al、Si、Ca、Fe、Na、K、Cr及びV)の含有量は合計で930ppm以下であることが好ましい。上記不純物の含有量が930ppmを越えると99.5%以上の純度の焼結体ペレットが得られ難くなるからである。また上記不純物の個別的な含有量は、Al、Si、Ca及びFeの不純物がそれぞれ元素濃度で200ppm以下であり、Na及びKの不純物がそれぞれ元素濃度で30ppm以下であり、Cr及びVの不純物がそれぞれ元素濃度で10ppm以下であることが好ましい。

【0016】このように構成された多結晶MgO蒸着材の製造方法の一例を説明する。先ず純度が99.0%以上のMgO粉末とバインダと有機溶媒とを混合して、濃度が30~75重量%、好ましくは40~65重量%のスラリーを調製する。MgO粉末の平均粒径は0.1~5.0 μ mの範囲内にあることが好ましい。MgO粉末の平均粒径を0.1~5.0 μ mと限定したのは、0.1 μ m未満であると、粉末が細かすぎて凝集するため、粉末のハンドリングが悪くなり、高濃度スラリーを調製することが困難となる問題点があり、5.0 μ mを越えると、微細構造の制御が難しく、緻密な焼結体ペレットが得られない問題点があるからである。バインダとしてはポリエチレングリコールやポリビニルブチラル等を、有機溶媒としてはエタノールやプロパノール等を用いることが好ましい。バインダは0.2~5.0重量%添加することが好ましい。

【0017】またMgO粉末とバインダと有機溶媒との湿式混合、特にMgO粉末と分散媒である有機溶媒との湿式混合は、湿式ボールミルにより行われる。湿式ボールミルでは、直径5~30mmの多数の樹脂製ボールを用いて1~24時間、好ましくは3~24時間湿式混合される。混合時間が最長24時間と長いのは、長時間連続混合しても不純物の混入が少ないからである。また樹脂製ボールの直径を5mm以上としたのは、5mm未満では混合が不十分となることからである。

【0018】次に上記スラリーを噴霧乾燥して平均粒径が30~300 μ m、好ましくは50~200 μ mの造

粒粉末を得た後、この造粒粉末を所定の型に入れて所定の圧力で成形する。上記噴霧乾燥はスプレードライヤを用いて行われることが好ましく、所定の型は一軸プレス装置又は冷間静水圧成形装置（CIP（Cold Isostatic Press）成形装置）が用いられる。一軸プレス装置では、造粒粉末を $300\sim3000\text{ kg/cm}^2$ 、好ましくは $500\sim2000\text{ kg/cm}^2$ の圧力で一軸加压成形し、CIP成形装置では、造粒粉末を $300\sim3000\text{ kg/cm}^2$ 、好ましくは $700\sim2000\text{ kg/cm}^2$ の圧力でCIP成形する。圧力を上記範囲に限定したのは、成形体の密度を高めるとともに焼結後の変形を防止し、後加工を不要にするためである。

【0019】更に成形体を所定の温度で焼結する。成形体の焼結は大気、不活性ガス、真空又は還元ガス雰囲気中で 1350°C 以上、好ましくは $1400\sim1800^\circ\text{C}$ の温度で1～10時間、好ましくは2～8時間行う。これにより相対密度が90%以上の焼結体ペレットが得られる。上記焼結は大気圧下で行うが、ホットプレス（HP）焼結や熱間静水圧プレス（HIP）焼結のように加压焼結を行う場合には、不活性ガス、真空又は還元ガス雰囲気中で 1350°C 以上の温度で1～5時間行うことが好ましい。

【0020】

【実施例】以下に実施例及び比較例を挙げて、本発明をより具体的に説明するが、本発明はその要旨を越えない限り、以下の実施例に限定されるものではない。

＜実施例1＞先ずMgO粉末（純度99.98%、平均粒径 $0.2\mu\text{m}$ ）に対し、バインダとしてポリエチレングリコールを1.5重量%添加し、エタノールを分散媒とするスラリーを濃度53重量%（粘度 100 cps ）に調製した。次いでこのスラリーをボールミル（直径10mmの樹脂製ボール使用）にて24時間湿式混合した後、スプレードライヤにて造粒処理（乾燥塔温度 100°C ）し、平均粒径 $100\mu\text{m}$ の造粒粉末を得た。次に得られた造粒粉末をゴム型に充填し、 1000 kg/cm^2 でCIP成形し、外径及び高さがそれぞれ10mm及び5mmの円柱状成形体を得た。更にこの成形体を大気中 1650°C で2時間焼結した。この焼結体円柱を実施例1とした。

【0021】＜実施例2＞焼結温度が 1600°C であることを除いて、上記実施例1と同様に製造した焼結体円柱を実施例2とした。

＜実施例3＞焼結温度が 1500°C であることを除いて、上記実施例1と同様に製造した焼結体円柱を実施例

3とした。

＜実施例4＞焼結温度が 1400°C であることを除いて、上記実施例1と同様に製造した焼結体円柱を実施例4とした。

＜実施例5＞焼結温度が 1350°C であることを除いて、上記実施例1と同様に製造した焼結体円柱を実施例5とした。

【0022】＜実施例6＞実施例1と同様にスプレードライヤにて造粒処理して得られた平均粒径 $100\mu\text{m}$ の造粒粉末を一軸プレス装置の型に充填し、 2000 kg/cm^2 で一軸プレス成形し、外径及び高さが $6\times1.8\text{ mm}$ の円板状成形体を得た。更にこの成形体を大気中 1650°C で2時間焼結した。この焼結体円板を実施例6とした。

＜実施例7＞MgO粉末（純度99.5%、平均粒径 $0.2\mu\text{m}$ ）を用いて、実施例1と同様にスプレードライヤにて造粒処理して得られた平均粒径 $100\mu\text{m}$ の造粒粉末を一軸プレス装置の型に充填し、 700 kg/cm^2 で一軸プレス成形し、外径及び高さが $12\times1.8\text{ mm}$ の円板状成形体を得た。更にこの成形体を大気中 1650°C で4時間焼結した。この焼結体円板を実施例7とした。

【0023】＜比較例1＞焼結温度が 1300°C であることを除いて、上記実施例1と同様に製造した焼結体円柱を比較例1とした。

＜比較例2＞市販の電融により製造された単結晶MgOの破砕品を比較例2とした。この破砕品の直径は3～5mmであった。

＜比較例3＞純度が98%のMgO粉末を用いたこと、及び一軸プレス成形して外径及び高さが $6\times1.8\text{ mm}$ の円板状成形体を得たことを除いて、実施例1と同様に製造した。この焼結体円板を比較例3とした。

【0024】＜比較試験と評価＞

(a) MgO焼結体の純度及び相対密度

実施例1～7及び比較例1～3で得られた焼結体の円柱、円板及び破砕品の純度をそれぞれ測定し、実施例1～7と比較例1及び3で得られた焼結体の円柱及び円板の相対密度をそれぞれ測定した。なお、純度は不純物の分析値より算出し、相対密度はトルエン中、アルキメデス法で測定した。表1には上記純度及び相対密度の他に、実施例1～7と比較例1及び3の焼結体の円柱等の成型方法、成形品寸法及び焼結条件を記載した。

【0025】

【表1】

	成形方法		成形品寸法		焼結条件	MgO焼結体	
	方法	圧力 (kg/cm ²)	直径 (mm)	高さ (mm)		純度 (%)	相対密度 (%)
実施例 1	CIP	1000	10	5	1650℃×2時間	99.98	99.8
実施例 2	CIP	1000	10	5	1600℃×2時間	99.98	99.8
実施例 3	CIP	1000	10	5	1500℃×2時間	99.98	98.6
実施例 4	CIP	1000	10	5	1400℃×2時間	99.98	95.4
実施例 5	CIP	1000	10	5	1350℃×2時間	99.98	90.8
実施例 6	一軸圧	2000	6	1.8	1650℃×2時間	99.98	100
実施例 7	一軸圧	700	12	1.8	1650℃×4時間	99.5	99.7
比較例 1	CIP	1000	10	5	1300℃×2時間	99.98	85.9
比較例 2	市販の電極により製造された単結晶MgOの微粒子					99.9	—
比較例 3	一軸圧	2000	6	1.8	1650℃×2時間	98	99.8

【0026】表1から明らかなように、実施例1～7及び比較例1では、MgO焼結体の純度は出発原料のMgO粉末に相応した純度レベルを維持しており、本製造工程における不純物の混入は極めて少なく、純度レベルの低下は生じていないことが判る。比較例3では出発原料のMgO粉末に比較的多くの不純物が含まれているため、低い純度を示した。また相対密度は焼結温度が低くなるに従って低下し、焼結温度が1300℃の比較例1では相対密度が85.9%と低かった。この結果、90%以上の相対密度の焼結体円柱を得るには焼結温度が1350℃以上必要ことが判った。

【0027】(b) 不純物の分析

実施例1の焼結体円柱と、比較例2の単結晶MgOの破砕品とに含まれる不純物を、原子吸光及びICP（誘導結合形プラズマ分析法、Inductively Coupled Plasma emission spectrochemical analysis）によりそれぞれ分析した。その結果を表2に示す。

【0028】

【表2】

	不純物 (ppm)							
	Al	Si	Ca	Fe	Na	K	Cr	V
実施例 1	10	15	1	10	0.5	1	<5	<5
比較例 2	83	20	270	95	0.6	0.8	16	22

【0029】表2から明らかなように、実施例1では不純物の濃度が50ppm未満であり、表2中の8元素を対象とすれば99.99%以上の純度を有している。これに対し、比較例2では原料中にAl, Ca, Feが比較的多く含まれており、表2において特にCa量が際立って多いのは、原料中に多量のCaが含まれているためである。

【0030】(c) MgO膜の成膜試験及びMgO膜の特

* 性試験

実施例6及び7の焼結体円板と、比較例2の単結晶MgOの破砕品と、比較例3の焼結体円板とを、電子ビーム蒸着法によりガラス基板に成膜して4種類の基板を作製した。まず成膜速度及び成膜時のスプラッシュの有無を実施例6及び7と比較例2及び3について測定した。なお、MgO膜の成膜条件は、加速電圧が15kV、蒸着圧力が 1×10^{-2} Pa、蒸着距離が600mmであった。次にMgO膜の屈折率、吸収係数及び光透過率を測定した。MgO膜の屈折率と吸収係数は、He-Neレーザ（波長6238オングストローム）により、膜に対し1波長、2入射角（55°、70°）のエリプソ測定を行い、解析ソフトを用いて求めた。また光透過率は波長が200～900nmまでの光を照射することにより、実施例6及び7と比較例2及び3について測定した。MgO膜の成膜速度、屈折率、吸収係数、スプラッシュの有無及び光透過率を表3に示す。

【0031】

【表3】

	成膜速度 (Å/分)	屈折率	吸収係数	スプラッシュ の有無	光透過率 (%)
実施例 6	2940	1.71	0.001	なし	90以上
実施例 7	2760	1.72	0.001	なし	90以上
比較例 2	3000	1.67	0.001	有り	90以上
比較例 3	2500	1.56	0.010	少し有り	80～90

【0032】表3から明らかなように、実施例6及び7では成膜時にスプラッシュが発生しなかったのに対し、比較例2では比較的多くスプラッシュが発生し、比較例3では少しスプラッシュが発生した。この結果、実施例では比較例に比べて無駄無く効率的にMgO膜を成膜で

ることが判った。また比較例2及び3では屈折率が1.67及び1.56であったのに対し、実施例6及び7では屈折率が1.72及び1.71と若干向上した。また比較例3では吸収係数が0.010であったのに対し、実施例6及び7では吸収係数が0.001と比較例2と同一の値まで向上した。更に実施例6及び7の成膜速度はスプラッシュの発生しない状況下で比較例2(単結晶MgOの破砕品)に近い成膜速度が得られた。これは電子ビームが当たったときに、単結晶の破砕品(比較例2)では配向性があるのに対し、多結晶(実施例6及び7)ではそれがないためと考えられる。

*【0033】(d) MgO膜の膜厚分布

実施例7の焼結体円板と、比較例2の単結晶MgOの破砕品とを、上記と同様に電子ビーム蒸着法によりガラス基板に成膜した。このMgO膜の膜厚分布をHe-Neレーザ(6328Å)のエリプソにより測定した。この結果を表4に示す。なお、表4において各部の膜厚をガラス基板中心の膜厚に対する比で示した。即ち、ガラス基板中心の膜厚を1.0とし、各部の膜厚はこれに対する比で示した。

【0034】

*【表4】

ガラス基板中心から距離(cm)	各部のMgO膜厚/ガラス基板中心のMgO膜厚					
	0	2	4	6	8	10
実施例 7	1.00	0.98	0.96	0.94	0.92	0.90
比較例 2	1.00	0.98	0.95	0.93	0.90	0.88

【0035】表4から明らかなように、実施例7及び比較例2のいずれもガラス基板中心から離れるに従って膜厚が次第に減少するが、実施例7の減少率は比較例2より僅かに小さかった。

【0036】

【発明の効果】以上述べたように、本発明によれば、多結晶MgO蒸着材をMgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットから構成したので、この高純度かつ高密度の多結晶MgO蒸着材を用いてAC型PDP等のMgO膜を成膜すると、スプラッシュが少なく効率的に成膜でき、略均一な膜厚を有するMgO膜を得ることができる。この結果、MgO膜の成膜面積が大きくても、略均一に成膜することができるので、例えばMgO膜を成膜したガラス誘電体層をPDPに組込んだ場合に、放電開始電圧や駆動電圧を低く一定にでき、PDPの電気的特性を向上できる。

【0037】また多結晶MgOの焼結体ペレットの平均※

※結晶粒径を1~200μmとすれば、多結晶MgOの焼結体ペレットが比較的微細な結晶構造を有するため、成膜されたMgO膜が結晶性及び光透過性に優れた膜となる。また多結晶MgOの焼結体ペレット中に含まれる、Al, Si, Ca及びFeの不純物をそれぞれ元素濃度で200ppm以下に、Na及びKの不純物をそれぞれ元素濃度で30ppm以下に、Cr及びVの不純物をそれぞれ元素濃度で10ppm以下にすれば、成膜されたMgO膜に含まれる不純物が極めて少なくなるので、この膜は電気的特性、結晶性及び光透過性に優れた膜となる。

【0038】更に純度が99.0%以上で平均粒径が0.1~5.0μmのMgO粉末を所定の形状に成形した後に、所定の温度で焼結すれば、上記MgO純度が99.0%以上かつ相対密度が90%以上の多結晶MgOの焼結体ペレットからなる多結晶MgO蒸着材を得ることができる。